

**This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record**

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

**Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.**

**Defects in the images may include (but are not limited to):**

- **BLACK BORDERS**
- **TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- **FADED TEXT**
- **ILLEGIBLE TEXT**
- **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- **COLORED PHOTOS**
- **BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS**
- **GRAY SCALE DOCUMENTS**

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**



51

Int. Cl.:

C 21 8 14

BUNDESREPUBLIK DEUTSCHLAND

DEUTSCHES PATENTAMT



52

Deutsche Kl.: 18 c, 7/14

10

11

21

22

43

# Offenlegungsschrift 2 357 443

Aktenzeichen: P 23 57 443.8

Anmeldetag: 17. November 1973

Offenlegungstag: 30. Mai 1974

Ausstellungspriorität: —

30

Unionspriorität

32

Datum: 20. November 1972

33

Land: Japan

31

Aktenzeichen: Sho47-115649

54

Bezeichnung: Verfahren zum Herstellen von alterungsbeständigem Kaltband oder -blech mit guter Pressverformbarkeit

61

Zusatz zu: —

62

Ausscheidung aus: —

71

Anmelder: Nippon Steel Corp., Tokio

Vertreter gem. § 16 PatG: Sauerland, H., Dipl.-Ing.; König, R., Dr.-Ing.; Bergen, K., Dipl.-Ing.; Pat.-Anwälte, 4000 Düsseldorf

72

Als Erfinder benannt: Gondo, Hisashi; Takechi, Hiroshi; Abe, Mitsunobu; Namba, Kazuo; Kizarazu; Masui, Hiroaki; Uehara, Norimasa; Komiya, Kunihiro; Kimitsu; Chiba (Japan)

Rechercheantrag gemäß § 28 a PatG ist gestellt  
Prüfungsantrag gemäß § 28 b PatG ist gestellt

DT 2357443

Dipl.-Ing. H. Sauerland · Dr.-Ing. R. König · Dipl.-Ing. K. Bergen

Patentanwälte · 4000 Düsseldorf 30 · Cecilienallee 76 · Telefon 432732

16. November 1973  
29 038 K

NIPPON STEEL CORPORATION

No. 6-3, 2-chome, Ote-machi, Chiyoda-ku, Tokio, Japan

"Verfahren zum Herstellen von alterungsbeständigem  
Kaltband oder -blech mit guter Pressverformbarkeit"

Die Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zum Herstellen von alterungsbeständigem Kaltband oder -blech mit guter Pressverformbarkeit.

Pressverformbares Kaltband oder -blech beispielsweise für Autokarosserien muß eine ausgezeichnete Tiefziehbarkeit und Streckbarkeit sowie eine hohe Alterungsbeständigkeit besitzen.

Beim Tiefziehen bzw. Pressformen wird auf das Blech nur eine geringe Kraft ausgeübt, um eine Faltenbildung zu verhindern und das Blech mittels eines Presstempels in eine Form gedrückt. Demzufolge muß ein für das Pressformen geeigneter Stahl einen hohen  $r$ -Wert besitzen. Andererseits steigt während des Streckens die eine Faltenbildung vermeidende Kraft merklich an und wird nur ein geringer Teil des Blechs in die Form gedrückt, während nur die mit dem Stempel in Berührung stehenden Teile gedehnt und gepreßt werden. Hierfür muß der Stahl vor allem einen hohen

Erichsen-Wert besitzen; außerdem sollte die Streckgrenze im Hinblick auf die Tiefziehbarkeit und Streckbarkeit gering, die Dehnung dagegen groß sein.

Kaltblech für das Preßformen wird im allgemeinen nach dem Kaltwalzen geglüht, besitzt danach jedoch eine hohe Streckgrenze. Wird das Blech alsdann preßverformt, dann bilden sich Fließfiguren, sogenannte Lüderssche Linien, die das Aussehen der Oberfläche beeinträchtigen. Aus diesem Grunde wird das Blech nach dem Glühen üblicherweise dressiert, um die Streckgrenze zu erniedrigen. Bleibt das Blech danach jedoch längere Zeit bis zum Preßformen liegen, dann erreicht die Streckgrenzendehnung infolge eines durch den in fester Lösung befindlichen Kohlenstoff und Stickstoff bedingten Alterns, nach und nach wieder den alten hohen Wert, so daß sich beim Preßformen dennoch Fließfiguren bilden.

Kaltblech, das auch bei einem längeren Lagern nach dem Dressieren seine ursprüngliche Streckgrenzendehnung nicht wieder erreicht, gilt als alterungsbeständig, eine Eigenschaft, die die besseren Kaltblechqualitäten aufweisen müssen.

Zum Herstellen von Kraftfahrzeugkarosserien wird ein alterungsbeständiges Kaltblech mit guter Tiefziehbarkeit und Streckbarkeit verwendet, das üblicherweise aus einem haubengeglühten aluminiumberuhigtem Stahl besteht.

Das Haubenglühen dauert jedoch normalerweise über 60 Stunden, selbst wenn es sich um ein Kaltblech handelt, das nicht preßverformbar ist. Höhere Blechqualitäten für das Preßformen zum Herstellen von Karosserieteilen müssen zudem langsam erwärmt werden, um den r-Wert durch Ausscheiden von Aluminiumnitrid während des

Glühens zu erhöhen, wodurch sich die Gesamtglühzeit erheblich verlängert und die Produktivität beeinträchtigt wird.

Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zum Herstellen von für das Preßformen zum Herstellen von Kraftfahrzeugkarosserien geeignetes, kontinuierlich geglühtes Kaltblech zu schaffen, das sich durch eine hohe Produktivität auszeichnet.

Beim herkömmlichen Herstellen von Kaltblech oder -band wird dem Stahl Aluminium zugesetzt und das Warmband nach dem Warmwalzen bei hoher Temperatur gehaspelt.

Bei dem erfindungsgemäßen Verfahren ergibt sich dagegen auch bei einem geringen Aluminiumzusatz bereits ein alterungsbeständiger Stahl und erfolgt das Haspeln nach dem Warmwalzen bei verhältnismäßig niedriger Temperatur, so daß das spätere Entzundern weitaus einfacher ist.

Im einzelnen besteht die Erfindung in einem Verfahren, bei dem ein höchstens 0,015 % Kohlenstoff sowie Mangan, Aluminium, Schwefel, Sauerstoff und Stickstoff entsprechend den Bedingungen

$$\frac{32}{55} (\% S) \leq (\% Mn) \leq 0,25$$

$$\frac{27}{14} (\% N) + \frac{27 \times 2}{16 \times 3} (\% O) \leq Al (\%) \leq 0,2$$

mit einer Endtemperatur von 650 bis 980°C warmgewalzt, bei 300 bis 600°C gehaspelt, kaltgewalzt und das Kaltband anschließend kontinuierlich geglüht wird.

2357443

Da es sich bei Schwefel, Sauerstoff und Stickstoff um Verunreinigungen handelt, ist die Preßverformbarkeit umso besser, je geringer der Gehalt an diesen Verunreinigungen ist. Andererseits sollen die Gehalte an Verunreinigungen aus wirtschaftlichen Gründen nicht extrem niedrig gehalten werden.

Die Erfindung basiert auf dem Gedanken, die Verunreinigungen einerseits so unschädlich wie möglich zu machen und andererseits zur Verbesserung der technologischen Eigenschaften des Stahls auszunutzen.

In üblicher Weise, beispielsweise im Konverter gefrischter Stahl enthält etwa 500 ppm Sauerstoff. Werden einem solchen Stahl 0,5 bis 2,0 kg Al/t Stahl vor dem Vergießen zugesetzt, dann bildet sich Tonerde, die entfernt wird, so daß der Sauerstoffgehalt auf etwa 50 ppm verringert wird. Durch Abbinden des Restsauerstoffs mittels Aluminium zu Tonerde kann die Stahlqualität verbessert werden. Demzufolge muß jeder Stahl Aluminium in einer Menge enthalten, die der Menge des Restsauerstoffs entspricht. Andererseits bildet das Aluminium mit dem Stickstoff nach dem Blockerstarren bei niedrigen Temperaturen Aluminiumnitrid, das ebenfalls die Stahlqualität verbessert. Aus diesem Grunde muß der Stahl auch eine dem Stickstoffgehalt entsprechende Menge an Aluminium enthalten. Aus vorstehenden Gründen enthält der erfindungsgemäße Stahl Aluminium in einer sich aus der nachfolgenden Bedingung ergebenden Menge :

$$(\% \text{ Al}) \geq \frac{\text{At.-Gew. Al}}{\text{At.-Gew.}} \times (\% \text{ N}) + \frac{2 \times \text{At.-Gew. Al}}{3 \times \text{At.-Gew. O}}$$

$$(\% \text{ Al}) \geq \frac{27}{14} \times (\% \text{ N}) + \frac{2 \times 27}{3 \times 14} \times (\% \text{ O}).$$

409822/0353

Enthält der Stahl jedoch zuviel Aluminium, dann wirkt das Aluminium selbst als schädliche Verunreinigung, ganz abgesehen davon, daß höhere Aluminiumzusätze die Herstellungskosten erhöhen. Aus diesem Grunde sollte der Aluminiumgehalt höchstens 0,2 %, vorzugsweise höchstens 0,06 % betragen.

Aus Gründen der Qualität sollte der Stahl auch möglichst wenig Mangan enthalten. Andererseits muß der Stahl Mangan in einer Menge enthalten, die ausreicht, den Schwefel als Mangansulfid stabil abzubinden, da andernfalls Rotbruchgefahr besteht. Übersteigt der Mangangehalt jedoch 0,25 %, dann ist die Festigkeit des Stahls zu hoch und wird insbesondere der r-Wert verringert. Aus diesem Grunde sollte der Mangangehalt 0,25 %, vorzugsweise 0,15 % nicht übersteigen.

Auch der Kohlenstoffgehalt wirkt sich auf den r-Wert aus, weswegen der Stahl höchstens 0,015 % Kohlenstoff enthalten sollte und vorzugsweise zur Erhöhung des r-Wertes im Vakuum behandelt wird.

Darüber hinaus sollte zur Verbesserung des r-Wertes und der Alterungsbeständigkeit der Kohlenstoffgehalt höchstens 0,008 % betragen.

Das Aluminium kann dem Stahl vor dem Vergießen oder auch in der Schlußphase des Gießens zugesetzt werden, wenn sich bereits eine unberuhigt erstarrte Randschicht gebildet hat und der flüssige Kern die erfindungsgemäße Zusammensetzung besitzt. Wird ein solcher Stahl kaltgewalzt, dann besteht die Oberfläche aus einer dünnen, im wesentlichen aluminiumfreien Randschicht, die ein ausgezeichnetes Haftvermögen für einen Zinküberzug besitzt.



2357443

Das Abbinden des Sauerstoffs durch das Aluminium zu Tonerde kommt beim Erstarren des geschmolzenen Stahls zum Abschluß, wenn die Stahlzusammensetzung den erfindungsgemäßen Bedingungen genügt. Um jedoch auch den Stickstoff noch als Aluminiumnitrid stabil abzubinden, sind beim Warmwalzen und kontinuierlichen Glühen die obenerwähnten erfindungsgemäßen Bedingungen einzuhalten.

Das erfindungsgemäße Verfahren unterscheidet sich somit wesentlich von herkömmlichen Verfahren, bei denen das stabile Abbinden des Stickstoffs während eines Haspelns bei hoher Temperatur nach dem Warmwalzen erfolgt.

Im Gegensatz dazu ist das erfindungsgemäße Verfahren darauf gerichtet, durch besondere Walzbedingungen schon beim Warmwalzen die Aluminium-Stickstoff-Nester zu schaffen, aus denen sich Aluminiumnitrid ausscheidet. Dies ist der Grund dafür, daß die Endtemperatur des Walzens bei 650 bis 980°C liegen muß, der Stahl alsdann rasch auf die Haspeltemperatur abgekühlt und bei 400 bis 600°C gehaspelt wird. Die vorerwähnte Endtemperatur liegt über der  $A_3$ -Umwandlung. Wenn daher der letzte Stich oberhalb  $A_3$  erfolgt, wird der Stahl rasch durch den Umwandlungspunkt abgekühlt, um die Korngrenzenfläche zu erhöhen und auf diese Weise das Ausscheiden des Aluminiumnitrids zu fördern. Erfolgt der letzte Stich dagegen unterhalb  $A_3$ , dann bleiben die Versetzungen des Warmwalzens angesichts des raschen Abkühlens zum besseren Ausscheiden des Aluminiumnitrids erhalten.

Wenn die Endtemperatur über 980°C liegt, findet beim Abkühlen kurz oberhalb des Umwandlungspunktes ein

409822/0353

starkes Kornwachstum statt, so daß eine Vergrößerung der Korngrenzfläche auch nach Durchlaufen des  $A_3$ -Punktes nicht mehr möglich ist. Auf der anderen Seite ist die Zahl der Versetzungen bei einer Endtemperatur unter  $650^{\circ}\text{C}$  so groß, daß das Aluminiumnitrid während der nachfolgenden Verfahrensschritte zu fein wird und der Stahl außerhalb der Erfindung liegt.

Bei einer Haspeltemperatur über  $600^{\circ}\text{C}$  treten die Versetzungen während des langsamen Abkühlens nach dem Haspeln wieder auf oder ergeben sich zu grobe Aluminiumnitride, ehe das Band erfindungsgemäß weiterverarbeitet werden kann, so daß sich die angestrebten technologischen Eigenschaften nicht erreichen lassen.

Andererseits ist bei einer Haspeltemperatur unter  $400^{\circ}\text{C}$  die Diffusionsgeschwindigkeit des Aluminiums und des Stickstoffs so gering, daß keine Aluminium-Stickstoff-Nester entstehen, die zum Ausscheiden von Aluminiumnitrid während der nachfolgenden Verfahrensstufen führen.

Aus diesem Grunde beträgt die Endtemperatur des Warmwalzens bei dem erfindungsgemäßen Verfahren  $650$  bis  $980^{\circ}\text{C}$  und erfolgt das Haspeln bei  $300$  bis  $600^{\circ}\text{C}$ , so daß sich dicht verteilte Aluminium-Stickstoff-Nester als Vorstadium des Ausscheidens von Aluminiumnitrid bilden.

Vorzugsweise liegt die Endtemperatur des Warmwalzens bei  $700$  bis  $800^{\circ}\text{C}$  und beträgt die Abkühlungsgeschwindigkeit bis auf die Haspeltemperatur von beispielsweise  $400$  bis  $500^{\circ}\text{C}$  dann  $10$  bis  $100^{\circ}\text{C/sec}$ .

Liegt die Abkühlungsgeschwindigkeit unter  $10^{\circ}\text{C/sec}$ .,

dann ist die Erhöhung der Korngrenzenfläche während des Durchgangs durch  $A_3$  gering und bilden sich die Versetzungen des Warmwalzens teilweise wieder, so daß nicht der volle Erfolg eintritt. Andererseits ergibt sich bei einem zu schnellen Abkühlen mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit über  $100^\circ\text{C}/\text{sec.}$  im industriellen Maßstabe keine gleichmäßige Abkühlung und wird die Blechqualität beeinträchtigt.

Bei einem Stahl mit beim Warmwalzen gebildeten feindispersverteilten Aluminium-Stickstoff-Nestern kann sich das Aluminiumnitrid ohne Schwierigkeiten auch während eines kontinuierlichen Glühens bilden, das durch ein rasches Erwärmen und kurzes Haltes des Kaltbandes gekennzeichnet ist, so daß der gesamte Stickstoff durch das Aluminium stabil abgebunden wird. Außerdem ergeben sich zahlreiche Gitterfehlstellen an der Grenzfläche zwischen Aluminiumnitrid und dem Grundgefüge, die als Ausscheidungspunkte für den Kohlenstoff fungieren, so daß sich der Kohlenstoff beim raschen Abkühlen nach dem Halten oder während eines Überaltens in kurzer Zeit vollständig ausscheidet. Vorzugsweise wird dem Band während des Durchlaufglühens eine zu einer 1 bis 3%igen bleibenden Dehnung führende Zug- oder Biegespannung erteilt. Außerdem beträgt die Erwärmungsgeschwindigkeit zwischen  $300^\circ\text{C}$  und einer Temperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur vorteilhafterweise 3 bis  $10^\circ\text{C}/\text{sec.}$  Auf diese Weise werden besonders günstige Voraussetzungen für die Bildung des Aluminiumnitrids aus den Aluminium-Stickstoff-Nestern geschaffen.

Die Erfindung wird nachfolgend anhand von Ausführungsbeispielen und der in der Zeichnung wiedergegebenen Diagramme des näheren erläutert. Die beiden Diagramme der Fig. 1a und 1b geben die Abhängigkeit des r-Wertes

409822/0353

und des Reckalterungs-Wertes von der Haspeltemperatur eines Stahls gemäß Beispiel 2 wieder.

### Beispiel 1

Im Konverter gefrischte und im Vakuum behandelte Stähle mit der sich aus Tabelle I ergebenden Zusammensetzung wurden zu Blöcken vergossen. Die Blöcke wurden mit einer Endtemperatur von  $780^{\circ}\text{C}$  gewalzt, bei einer mittleren Abkühlungsgeschwindigkeit von  $23^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ : bis auf die Haspeltemperatur abgekühlt und bei  $450^{\circ}\text{C}$  warmgehaspelt, in Säure gebeizt, mit einer Querschnittsabnahme von 80 % bis auf eine Enddicke von 0,8 mm kaltgewalzt. Das Kaltband wurde dann 1 Minute bei  $700^{\circ}\text{C}$  rekristallisierend geglüht und 3 Minuten bei  $350^{\circ}\text{C}$  kontinuierlich überaltert, wobei es wiederholt mittels einer Herdrolle gebogen und ihm eine bleibende Dehnung von 2,5 % erteilt wurde. Danach wurde das Band mit einer Querschnittsabnahme von 1 % dressiert. Der Vergleichsstahl C-1 wurde nicht vakuumbehandelt und außerdem 4 Stunden bei  $700^{\circ}\text{C}$  haubengeglüht sowie alsdann mit einer Querschnittsabnahme von 10 % in ähnlicher Weise dressiert. Die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Stäbe ergeben sich aus der nachfolgenden Tabelle II. Dabei fallen die Stähle A-2 bis A-7, B-1 und B-2 unter die Erfindung, während die Stähle A-1, A-8 und der Vergleichsstahl C-1 außerhalb liegen.

Die Proben der nach dem erfindungsgemäßen Verfahren behandelten Stähle A-2 bis A-7 besitzen eine höhere Streckgrenze, Dehnung, einen höheren Erichsen- und einen höheren r-Wert als die Stähle B-1 bis C-1; außerdem besitzen sie eine geringere Streckgrenzendehnung nach dem Aushärten. Hieran zeigt sich deutlich, daß der nach dem erfin-

zungsgemäßen Verfahren behandelte alterungsbeständige Stahl eine ausgezeichnete Preßverformbarkeit besitzt. Hinzu kommt, daß der Reckalterungswert wesentlich geringer ist als derjenige des nach dem in der japanischen Auslegeschrift Sho 47-334 09 beschriebenen Verfahren behandelten Vergleichstahls.

#### Beispiel 2

Ein Block aus einem Stahl mit der Zusammensetzung des Stahls B-2 gemäß Tabelle I wurde mit einer Endtemperatur von 600 bis 1000°C warmgewalzt, bei verschiedenen Temperaturen von 200 bis 800°C warmgehaspelt und alsdann entsprechend Beispiel 1 weiterbehandelt. Die r-Werte und Reckalterungs-Werte der einzelnen Proben ergeben sich aus den Diagrammen der Figuren 1a und 1b. Der Kurvenverlauf zeigt dabei deutlich, daß sich bei einer Endtemperatur von 650 bis 980°C und einer Haspeltemperatur von 300 bis 600°C ein hoher r-Wert einerseits und ein niedriger Reckalterungs-Wert andererseits ergibt. Beides spricht dafür, daß die Preßverformbarkeit und Alterungsbeständigkeit ausgezeichnet ist.

2357443

Tabelle I

| Stahl | C<br>(%) | Mn<br>(%) | S<br>(%) | O<br>(%) | N<br>(%) | Al<br>(%) | $\frac{32}{55}(\% S)$ | $\frac{27}{14}(\% N)$ | $\frac{27 \times 2}{16 \times 3}(\% O)$ |                             |
|-------|----------|-----------|----------|----------|----------|-----------|-----------------------|-----------------------|---|-----------------------------|
| A-1   | 0.013    | 0.29      | 0.011    | 0.038    | 0.0041   | 0.008     | 0.0064                | 0.045                 | 0.045                                   | zu viel O <sub>2</sub>      |
| A-2   | 0.009    | 0.20      | 0.014    | 0.012    | 0.0038   | 0.017     | 0.0081                | 0.015                 | 0.015                                   | Al-Zusatz vor dem Vergießen |
| A-3   | 0.012    | 0.21      | 0.009    | 0.008    | 0.0042   | 0.019     | 0.0052                | 0.017                 | 0.017                                   | Al-Zusatz in dem Blockkern  |
| A-4   | 0.014    | 0.10      | 0.012    | 0.004    | 0.0035   | 0.020     | 0.0069                | 0.011                 | 0.011                                   | Al-Zusatz vor dem Vergießen |
| A-5   | 0.011    | 0.18      | 0.012    | 0.003    | 0.0029   | 0.029     | 0.0069                | 0.009                 | 0.009                                   | Al-Zusatz in dem Blockkern  |
| A-6   | 0.009    | 0.11      | 0.007    | 0.003    | 0.0046   | 0.041     | 0.0040                | 0.012                 | 0.012                                   | Strangguss                  |
| A-7   | 0.009    | 0.17      | 0.008    | 0.004    | 0.0031   | 0.055     | 0.0046                | 0.008                 | 0.008                                   | Al-Zusatz in dem Blockkern  |
| A-8   | 0.014    | 0.20      | 0.009    | 0.004    | 0.0042   | 0.078     | 0.0052                | 0.013                 | 0.013                                   | Zuviel Aluminium            |
| B-1   | 0.006    | 0.17      | 0.007    | 0.003    | 0.0039   | 0.036     | 0.0040                | 0.011                 | 0.011                                   | Vakuumbehandelt             |
| B-2   | 0.003    | 0.09      | 0.007    | 0.003    | 0.0042   | 0.010     | 0.0040                | 0.011                 | 0.011                                   | "                           |
| C-1   | 0.04     | 0.31      | 0.012    | 0.004    | 0.0043   | 0.42      | 0.0069                | 0.016                 | 0.016                                   | Vergleichsstahl             |

409822/0353

Tabelle II

| Stahl Streckgrenze Zugfestig-<br>keit |      | Dehnung Erichsen-Wert |      | Streckgrenzen-<br>dehnung nach<br>100°C/60 min |      | Reckalterungs-<br>wert |      |
|---------------------------------------|------|-----------------------|------|--|------|------------------------|------|
| (cb)                                  | (cb) | (%)                   | (mm) | r  | (%)  | (cb)                   | (cb) |
| A-1                                   | 19.2 | 32.7                  | 44.3 | 10.3   | 1.22 | 2.2                    | 3.5  |
| A-2                                   | 18.8 | 32.0                  | 47.5 | 11.6   | 1.82 | 0.4                    | 1.1  |
| A-3                                   | 16.3 | 32.2                  | 48.0 | 11.7   | 1.86 | 0.3                    | 0.7  |
| A-4                                   | 16.1 | 31.7                  | 48.5 | 11.9   | 2.01 | 0.2                    | 0.5  |
| A-5                                   | 17.3 | 31.9                  | 47.8 | 11.6   | 1.82 | 0.2                    | 0.6  |
| A-6                                   | 16.2 | 31.6                  | 49.1 | 12.0   | 2.20 | 0.4                    | 0.4  |
| A-7                                   | 17.3 | 31.4                  | 47.9 | 11.8   | 1.82 | 0.3                    | 0.5  |
| A-8                                   | 18.8 | 32.3                  | 46.1 | 11.4   | 1.68 | 0.2                    | 0.5  |
| B-1                                   | 15.0 | 31.2                  | 49.8 | 12.1   | 2.38 | 0.0                    | 0.2  |
| B-2                                   | 13.7 | 30.6                  | 51.0 | 12.3   | 2.45 | 0.0                    | 0.1  |
| C-1                                   | 19.8 | 32.3                  | 46.3 | 11.2   | 1.68 | 0.6                    | 1.3  |

NIPPON STEEL CORPORATION

No.6-2, 2-chome, Ote-machi, Chiyoda-ku, Tokio, Japan

Patentansprüche:

1. Verfahren zum Herstellen von alterungsbeständigem Kaltband oder -blech mit guter Preßverformbarkeit, dadurch gekennzeichnet, daß ein Stahl mit höchstens 0,015% Kohlenstoff und den Bedingungen

$$\frac{32}{55} (\% S) \leq (\% Mn) \leq 0,25$$

$$\frac{27}{14} (\% N) + \frac{27 \times 2}{16 \times 3} (\% O) \leq (\% Al) \leq 0,2$$

genügenden Gehalten an Mangan, Aluminium, Schwefel, Sauerstoff und Stickstoff mit einer Endtemperatur von 650 bis 980°C warmgewalzt, bei 300 bis 600°C gehaspelt, kaltgewalzt und das Kaltband anschließend kontinuierlich geglüht wird.

2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Band nach dem Warmwalzen mit einer Geschwindigkeit von 10 bis 100°C/sec. bis auf die Haspeltemperatur abgekühlt wird.

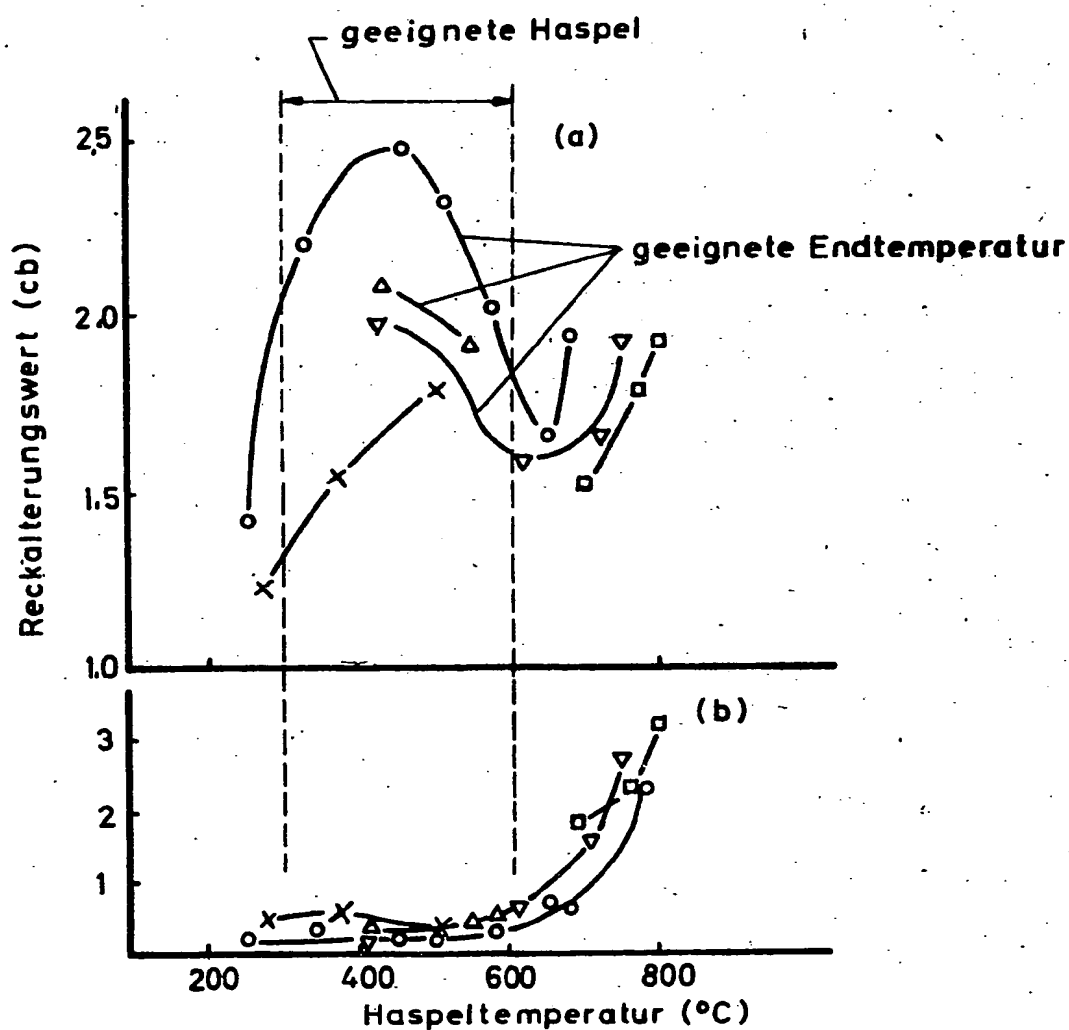


3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß das Haspeln bei 400 bis 550°C erfolgt.
4. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß das Kaltband zwischen 300°C und einer Temperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur mit einer Aufwärmgeschwindigkeit von 3 bis 10°C/sec. auf die Glühtemperatur erwärmt wird.
5. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß dem Band während des Durchlaufglühens eine 1 bis 3%-ige bleibende Dehnung erteilt wird.

NACHGEFÜHRT

## Endtemperatur

|   |                  |
|---|------------------|
| x | 600 bis < 650 °C |
| Δ | 600 bis < 700 °C |
| ○ | 700 bis 880 °C   |
| ▽ | 880 bis 980 °C   |
| □ | 980 bis 1000 °C  |



18c - 7 - 14 AT: 23.01.1974 OT: 30.05.1974

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 07118735  
 PUBLICATION DATE : 09-05-95

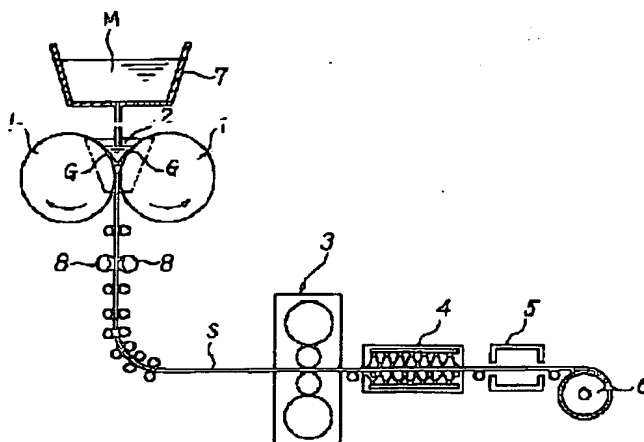
APPLICATION DATE : 20-10-93  
 APPLICATION NUMBER : 05262447

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : MATSUMURA GIICHI;

INT.CL. : C21D 8/02 B21B 1/46 B21B 13/22  
 B21B 37/00 B21B 37/76 B22D 11/06  
 B22D 11/12

TITLE : METHOD FOR PRODUCING THIN  
 CAST STRIP AND APPARATUS  
 THEREFOR



ABSTRACT : PURPOSE: To produce a steel strip having excellent mechanical properties at a low cost by executing the specific hot-rolling and heat treatment to a thin cast carbon steel strip obtd. by a continuous casting apparatus in which mold wall surfaces are synchronously shifted with the cast strip.

CONSTITUTION: The molten carbon steel M having  $\geq 0.01\text{wt.}\%$  C incorporated in a tundish 7 is supplied into the continuous casting apparatus provided with water cooled casting rolls 1 and side weirs 2. The molten steel M produces oxidized shells G on the peripheral surfaces of the rolls 1 and is synchronously shifted and integrated at the nearest contact point of the rolls 1 to cast the thin cast strip S having  $\leq 10\text{mm}$  thickness. This thin cast strip S is carried to a rolling mill 3 with pinch rolls 8 while being cooled. Then, the thin cast strip S is hot-rolled in the austenitic range of  $1200^\circ\text{C}$ -the  $A_{c3}$  point at  $\geq 20\%$  rolling reduction ratio. The obtd. steel strip is passed through a cooling device 4 and rapidly cooled in the temp. range from the completing temp. of the hot-rolling to just below the  $A_{r1}$  point at  $\geq 20^\circ\text{C/sec}$  cooling rate, and after being held just below the  $A_{r1}-600^\circ\text{C}$  for  $\geq 10\text{sec}$ , the strip is coiled.

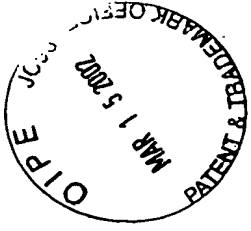
COPYRIGHT: (C)1995,JPO

$$C \geq 0.01 \%$$

$$e \leq 10 \text{ mm}$$

$$\text{tem: } 1200^\circ\text{C} - A_{c3} \\ \geq 20\% \text{ red.}$$

$$\text{ref: } \Delta \text{ temp rate} < A_{r1} \\ \text{maintain: } A_{r1} - 600^\circ\text{C} \geq 10 \text{ s.} \\ - \text{then to coil}$$



**THIS PAGE BLANK (USPTO)**